

0- 779855

На правах рукописи



Черепанов Дмитрий Николаевич

**ГЕНЕРАЦИЯ И НАКОПЛЕНИЕ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ
В ПРОЦЕССЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ
В МОНОКРИСТАЛЛАХ С ГЦК-СТРУКТУРОЙ**

Специальность 01.04.07 – физика конденсированного состояния

Автореферат
диссертации на соискание ученой степени
кандидата физико-математических наук

Томск - 2009

Работа выполнена в ГОУ ВПО «Томский государственный архитектурно-строительный университет» на кафедре высшей математики общеобразовательного факультета

Научный руководитель: доктор физико-математических наук,
профессор В.А. Старенченко

Официальные оппоненты: доктор физико-математических наук,
профессор Э.В. Козлов

доктор физико-математических наук,
профессор А.И. Потекаев

Ведущая организация: Институт металловедения и физики металлов им. Г.В. Курдюмова при ФГУП
«ЦНИИчермет им. И. П. Бардина»

Защита состоится « 24 » декабря 2009 г. в 14.30 часов на заседании диссертационного совета Д 212.267.07 при Томском государственном университете по адресу: 634050, г. Томск, пр. Ленина, 36.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Томского государственного университета

Автореферат разослан « 20 » ноября 2009 г.

НАУЧНАЯ БИБЛИОТЕКА КГУ



0000621253

Ученый секретарь
диссертационного совета Д 212.267.07
доктор физико-математических наук,
старший научный сотрудник

И.В. Ивонин

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы. Важнейшим фактором, отвечающим за формирование и эволюцию субструктур деформации в материалах на всех стадиях деформационного упрочнения, является наличие высокой плотности деформационных неравновесных точечных дефектов. Деформационные точечные дефекты играют важную роль в таких явлениях, как аномальный диффузионный массоперенос, ползучесть, рекристаллизация, внутреннее трение, порообразование, электропроводность. Диффузией точечных дефектов обусловлен ряд технологических процессов (механоактивация, отжиг, спекание порошков и др.). Однако до настоящего времени всё ещё остаются неясными теоретические представления о процессах генерации, накопления, аннигиляции и трансформации точечных дефектов в процессе деформации. Поэтому актуальность данной работы связана с тем, что во многих случаях проблемы, связанные с точечными дефектами, имеют принципиальное значение и не решены к настоящему времени.

Целью работы является построение и исследование математической модели генерации и накопления точечных дефектов в процессе одноосной квазистатической деформации с постоянной скоростью монокристаллов с ГЦК-структурой, ориентированных для множественного скольжения, в рамках концепции упрочнения и отдыха.

Модель строится, исходя из представлений о структуре дефектов, законах их взаимодействия, рождения и микромеханизмах движения, о механизмах релаксации напряжений и т.п., которые получены как рядом авторов из теоретических соображений, так и из непосредственных экспериментальных наблюдений.

Достижение поставленной цели осуществляется путем решения следующих задач:

- учет в уравнениях кинетики точечных дефектов зависимости плотности порогов на винтовых дислокациях от скорости дислокации и, в конечном итоге, от напряжения;
- расширение модели путём введения в уравнения математической модели соотношений, учитывающих изменение параметров фрагментированной субструктуры с деформацией;
- согласование уточнённой системы уравнений кинетики пластической деформации с экспериментально наблюдаемыми зависимостями:
 - а) деформирующих напряжений от степени деформации (кривыми деформации);
 - б) зависимостью скалярной и избыточной плотностей дислокаций от степени деформации;
 - в) зависимостью параметров фрагментированной субструктуры (размер фрагментов и их разориентация) от степени деформации;

— исследование зависимости концентрации точечных дефектов от степени деформации и проведение сравнения с имеющимися экспериментальными данными на основе построенной и протестированной модели.

Научная новизна и ценность

Рассмотрена кинетика порогов на движущейся винтовой дислокации с учётом динамики движения дислокации. Совместно рассмотрены уравнения, описывающие движение дислокации, и уравнение кинетики порогов. Получены выражения для зависимости стационарной плотности порогов от деформирующего напряжения.

Рассмотрен механизм динамической генерации точечных дефектов при волочении порогов винтовой дислокацией, учитывающей зависимость генерации точечных дефектов от скорости движения дислокации и, в конечном итоге, от деформирующего напряжения.

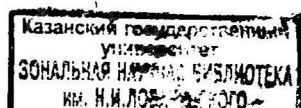
В рамках единых представлений о механизмах пластической деформации и формирования разориентированной дефектной субструктуры ГЦК-металлов проведено исследование пластической деформации на основе дифференциальных уравнений кинетики дефектов. Для этого, во-первых, были внесены изменения в механизм генерации точечных дефектов, связанные с неоднородностью пластической деформации, во-вторых, введены параметры разориентации и, в-третьих, проведено сравнение данных моделирования по дефектной структуре и параметрам фрагментированной субструктуры с соответствующими экспериментальными данными.

Проведено сравнение данных моделирования по концентрации вакансий, углу разориентации и диаметру фрагментов с известными экспериментальными данными.

Полученные результаты могут быть использованы для создания математических моделей пластической деформации на глубоких стадиях деформации и на стадии предразрушения, а также в построении теории пластичности и прочности материалов. Численные результаты могут использоваться материаловедами для анализа процессов изменения дефектной структуры ГЦК-металлов при обработке давлением.

Достоверность полученных результатов и обоснованность выводов обеспечивается корректностью постановки задач и их физической обоснованностью, использованием требуемого комплекса методов исследования и современных вычислительных средств, достаточным объемом используемых для сравнения экспериментальных данных с полученными теоретически в результате моделирования, а также физической интерпретацией полученных данных.

Личный вклад автора. Основные результаты диссертационной работы получены автором как в индивидуальных, так и в коллективных исследованиях. Вклад автора выражается в постановке решаемых задач совместно



с научным руководителем, профессором В.А. Старенченко, разработке путей и методов их решения, разработке алгоритмов и создании компьютерных программ расчета, проведении непосредственных аналитических и численных расчетов, обсуждении и интерпретации полученных в ходе выполнения работ результатов.

По результатам работы на защиту выносятся:

1. Модель кинетики порогов на движущейся винтовой дислокации.
2. Математическая модель генерации и накопления точечных дефектов, учитывающая зависимость плотности порогов от скорости движения винтовых дислокаций, изменение плотности дислокаций в границах разориентации в зависимости от деформации, динамическую и квазистатическую составляющую в процессе формирования дислокационных стенок, а также влияние концентрации точечных дефектов на кинетику формирования плотности дислокаций в дислокационных стенках.

3. Математическая модель формирования и эволюции разориентированной субструктуры, описывающая размер фрагментов и величину разориентации.

4. Результаты численных расчётов зависимостей плотности вакансий от степени деформации, плотности дислокаций от степени деформации, зависимости параметров фрагментированной субструктуры (размер фрагментов, разориентация фрагментов), напряжения от степени деформации. Сравнение данных моделирования с различными экспериментальными данными по кривым упрочнения, концентрации вакансий, плотности дислокаций и параметрам фрагментированной субструктуры.

Апробация работы. Основные результаты работы были изложены и обсуждены на следующих научных конференциях: 2-я Межд. школа-семинар. Эволюция дефектных структур в металлах и сплавах. Барнаул, 1994; 10-я национальная (Первая международная) Зимняя Школа по механике сплошных сред. Пермь, 1995; Международная конференция. Микромеханизмы пластичности, разрушения и сопутствующих явлений. Тамбов, 1996; Международная конференция. Всесибирские чтения по математике и механике. Томск, 1997; 2-я Всероссийская конференция молодых ученых. Физическая мезомеханика материалов. 23–25 ноября, 1999; Эволюция дефектных структур в металлах и сплавах. Барнаул. 2000–2001; 8-я Всероссийская научно-техническая конференция. Томск, 2000; V Международный семинар «Современные проблемы прочности» им. В.А.Лихачёва, 17–21 сентября, 2001, Старая Русса; Современные проблемы машиностроения и приборостроения. Томск 24–28 сентября, 2002; V международная научная конференция «Прочность и разрушение материалов и конструкций», 12–14 марта, 2008, Оренбург; 47 Международная конференция «Актуальные проблемы прочности» 1–5 июля, 2008, Нижний Новгород; Региональная научная кон-

ференции «Перспективные материалы и технологии», 28–29 мая, 2008, Томск; Международная конференция по физической мезомеханике, компьютерному конструированию и разработке новых материалов. Томск 7–11 сентября, 2009.

Публикации. По теме диссертации опубликовано 20 научных работ. Основные результаты диссертации опубликованы в 3 статьях в рецензируемых отечественных научных журналах, 14 статьях и тезисах в трудах международных и региональных конференций и семинаров, 3 статьях, депонированных в ВИНТИ. Три статьи напечатаны в журналах, входящих в перечень ВАК и рекомендованных для опубликования результатов диссертации на соискание ученой степени кандидата наук по физике. В автореферате приведен список основных публикаций из 8 наименований.

Структура и объем работы. Диссертация состоит из введения, трёх глав, основных выводов, списка литературы и приложения. Общий объем 195 страниц, включая 34 рисунка, библиографию из 262 наименований и приложение на 10 страницах.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении дана общая характеристика работы, обоснована актуальность темы диссертации, сформулированы цель, основные задачи исследований, научная новизна и ценность полученных результатов.

Первая глава содержит обзор, посвящённый развитию моделирования пластической деформации и деформационного упрочнения в рамках концепции упрочнения и отдыха, в основе которой лежат взаимодействия между дефектами кристаллического строения, образующимися в результате воздействий на кристаллический материал.

Рассмотренные различные математические модели эволюции дефектной структуры материала были разделены на две группы. Уравнения моделей первой группы записаны по аналогии с уравнениями, описывающими другие явления (уравнения химической кинетики, уравнения эволюции популяций и т. п.). Уравнения этих моделей не содержат концентрации точечных дефектов в явном виде, но часто предполагается наличие точечных дефектов для осуществления механизмов отдыха. Как правило, к уравнениям кинетики дефектов добавляется выражение для напряжения, учитывающее те или иные механизмы торможения дислокаций, и выражение для скорости пластической деформации. Совместное решение такой системы уравнений позволяет получить зависимость приложенного напряжения от степени деформации.

При помощи моделей, основанных на уравнениях баланса средней плотности дислокаций (В. Джонстон и Дж. Гилман (1959); Н.С. Акулов (1961); Ли (1963); Ильшнер (1966); Лагнеборг (1969); Гиттус (1970); Бергстрем и Робертс (1970); Кокс, Аргон и Эшби (1975); Кокс и Мэйкин (1981); Л.Е. Попов и В.С. Кобытев (1978); Р.З. Валиев (1979); Л.Е. Попов (1981); Бергстрем (1983); Эстрин, Мэйкин (1984); Клепачко (1987); Л.Е. Попов (1990); Г.А. Малыгин (1999, 2002, 2007)), помимо кривой упрочнения, можно изучать только изменение суммарной плотности дислокаций со степенью деформации. Дислокации в этих моделях рассматриваются как точки или как прямолинейные отрезки, а взаимодействия между ними – по аналогии с химическими реакциями. Коэффициенты реакций являются варьируемыми параметрами. Уравнения, записанные по аналогии с уравнением диффузии (Кратохвил (1988); Г.А. Малыгин (1991, 2001)), позволяют также рассматривать распределение дислокаций.

Модели, основанные на уравнениях баланса дислокационных популяций, позволяют изучать механизмы упрочнения материала, а также образование и эволюцию дислокационных субструктур. Дислокационные популяции различаются по подвижности (А.Н. Орлов (1972); В.И. Владимиров (1973); Б.А. Гринберг (1978); Б.И. Смирнов (1981); Кубин, Эстрин (1990); Анантакришна (1992); Антони и Азирни (1993); Г.А. Малыгин (1995); Таборт (1997); Арсеналис (2004); Г.Ф. Сарафанов (1995, 2001)) и принадлежности к неразориентированным (Эссман и Муграби (1979); Принц и Аргон (Prinz, Argon, 1984); Вэлграф и Айфантис (1985); Аргон и Хаазен (Argon, Haasen, 1993); Эссман и Дифферт (1988); Нагорных С.Н., Сарафанов (1991); Г.Ф. Мюллер, Зехетбауэр (Muller, Zehetbauer, 1995); Г.Ф. Сарафанов (1997)) или разориентированным (Арсеналис и соавторы (1999); Бамман (Bamman, 2001); Кокс с соавторами (2003); Г.Ф. Сарафанов (2001, 2007, 2008)) субструктурам.

Уравнения, учитывающие наличие мезодефектов, позволяют изучать влияние разного вида границ (А.Н. Орлов (1972); Засимчук и Селицер (1984); В.А. Старенченко (1989)) и дисклинаций (Барахтин Б.К., Владимиров В.И., Иванов С.А. и др. (1987); Зейфельдт (1998)) на пластическую деформацию материала, а также формирование структуры предразрушения, в которой образуются поры и трещины (Ш.Х. Ханнанов (1984); А.Л. Колесникова, И.А. Овидько, А.Е. Романов (1997)).

К другой группе (Мэйкин и Эстрин (1980); Л.Е. Попов, В.С. Кобытев, Т.А. Ковалевская (1982); Л.Е. Попов, В.А. Старенченко, С.Н. Колупаева и др. (1986); В.В. Красильников, С.Е. Савотченко (2003); В.В. Красильников, В.Ф. Клепиков, С.Е. Савотченко (2005); А.Н. Орлов (1961–1966); Л.Е. Попов (1989); Пантлеон и Климанек (1995); М.Н. Уоо (1979); Кларк, Алден (1973); Лутон (1980); Печак, Лутон (1993); А.Н. Тюменцев, В.Ч. Гончиков, А.И. Олемской,

А.Д. Коротаев (1989); В.А. Старенченко (1995)) относятся модели пластической деформации, основанные на модели зоны сдвига. Зона сдвига понимается как область незавершенного сдвига, созданная движением дислокаций от дислокационного источника до их остановки у прочных непреодолимых барьеров [5–10]. Процессы образования зон сдвига сопровождаются формированием их дефектной структуры, вследствие суперпозиции механизмов генерации, трансформации и аннигиляции деформационных дефектов.

В этих моделях учитывается влияние точечных дефектов на эволюцию дислокаций и формирование дефектной структуры материала, в том числе материала, содержащего мезодефекты. Дислокации, как правило, рассматриваются как замкнутые петли, и учитываются механизмы дальнего действия и контактного взаимодействия дислокаций.

Исходя из обзора, сделан вывод о том, что в настоящее время, отсутствуют модели, в которых комплексно рассматривается влияние точечных дефектов на формирование разориентированных субструктур. Так, в работах группы исследователей (В.А. Старенченко, 1995) учитывается влияние точечных дефектов на динамическое формирование дислокационных стенок и фрагментированной субструктуры. Однако предполагается, что все краевые дислокации, в конечном итоге, оказываются встроенными в дислокационные стенки, поэтому механизм аннигиляции краевых дислокаций вследствие осаждения точечных дефектов на краевых дислокациях в дипольных конфигурациях в модели не учитывается. Кроме того, отсутствует выражение для угла разориентации фрагментов, что затрудняет верификацию модели.

Таким образом, в первой главе обосновывается постановка задач: анализируются различные подходы к моделированию пластической деформации; рассматриваются общие представления о типах, механизмах образования и кинетике накопления деформационных дефектов в металлических материалах.

Вторая глава посвящена учёту в уравнениях кинетики точечных дефектов зависимости плотности порогов на винтовых дислокациях от скорости дислокации и, в конечном итоге, от напряжения, а также модификации модели путём введения в уравнения математической модели соотношений, учитывающих изменение параметров фрагментированной субструктуры с деформацией.

Кинетика движения и накопления порогов на винтовых дислокациях существенно зависит от их способности к взаимной аннигиляции, которая определяется характером распределения порогов разного типа на линии дислокации.

Для напряжения сопротивления скольжению дислокации, связанного с волочением порогов, используется оценка

$$\tau_j \approx \frac{1}{2b^2} c_j (U_i^f + U_v^f) \approx 0,25 G b c_j, \quad (1)$$

где U_i^f , U_v^f – энергии образования точечных дефектов; c_j – плотность порогов.

Движение винтовых сегментов дислокационных петель и накопление на них порогов изучается при помощи системы уравнений

$$\frac{de_k}{dt} = v \left(\tau_{eff} b - 0,25 G b^2 c_j - B_v v - \frac{\mu + e_k}{R} \right), \quad (2)$$

$$\frac{dR}{dt} = v = c_s \sqrt{1 - \left(1 + \frac{e_k}{e_{ypr}} \right)^{-2}}, \quad (3)$$

$$\frac{dc_j}{dt} = \beta_j \xi \rho v - (w_j c_j)^2 v_j, \quad (4)$$

где $\xi = 0,5$ – доля дислокаций «леса»; $\beta_j \approx (1 - \beta_r) 0,5 \approx 0,43$ – доля образующих пороги дислокаций «леса», при условии, что пороги и перегибы образуются с одинаковой вероятностью; v – скорость движения винтовой дислокации; $v_j \approx c_e \approx 2260$ м/с – скорость движения порогов вдоль линии дислокации; $B_v(300^\circ K) \approx 1,7 \cdot 10^{-5}$ Па·с – коэффициент вязкого торможения [16].

В первое уравнение для зависимости кинетической энергии единицы длины дислокации e_k от времени входят: во-первых, эффективная сила (от напряжения $\tau_{eff} \approx 0,1\tau$), действующая на единицу длины дислокации; во-вторых, сила сопротивления со стороны порогов; в-третьих, сила вязкого сопротивления; и, наконец, в-четвёртых, член, зависящий от конфигурации дислокации. Такое уравнение рассматривалось ранее в работах нашего коллектива.

Во втором уравнении для зависимости пробега R винтовой дислокации от времени имеются две постоянные величины: максимальная скорость движения винтовой дислокации $c_s \approx 2260$ м/с, выраженная через скорость звуковых волн в материале, и собственная упругая энергия $e_{ypr} \approx 0,5 G b^2$ единицы длины винтовой дислокации.

В уравнение, описывающее кинетику порогов, входят: член, описывающий генерацию порогов, которая зависит от параметров дислокационного леса (доли дислокаций леса ξ и доли порогообразующих дислокаций β_j), а также, член, описывающий аннигиляцию порогов при их движении вдоль дислокации,

в который входят скорость движения порогов v_j и параметр w_j , учитывающий долю аннигилирующих порогов. Этот параметр вводится для того, чтобы учесть неравномерное распределение порогов разных знаков на линии дислокации.

Исследование системы показало, что плотность порогов зависит от стационарной скорости движения винтовых дислокаций и в различных случаях стремится к стационарному значению

$$c_j^{stat} = \frac{1}{w_j} \sqrt{\beta_j \xi \rho} \frac{v^{stat}}{v_j}, \quad (5)$$

для которого предложена логистическая зависимость от напряжения так, что в начале происходит быстрый экспоненциальный рост, а затем величина $\beta_j \xi v^{stat} / v_j w_j^2$ стремится к некоторому постоянному значению K_v .

Тогда для напряжения τ_j [14] получаем:

$$\tau_j = \alpha_j G b \sqrt{\rho}, \quad (6)$$

где для параметра α_j имеем:

$$\alpha_j = \frac{0,25}{w_j} \sqrt{\beta_j \xi} \frac{v^{stat}}{v_j} = 0,25 \cdot \sqrt{V_a \left(\frac{V_a}{(K_v)^2} + \exp \left(\frac{V_a (\tau_n - \tau)}{k_B T} \right) \right)^{-1}}, \quad (7)$$

где k_B – постоянная Больцмана; $T = 300$ К – температура; $K_v \approx 3,5$; $V_a = 16$; $\tau_n = 4$.

Далее приводятся выражения, определяющие правые части дифференциальных уравнений кинетики дефектов. Эти выражения задают скорости образования дефектов и скорости их исчезновения или превращения в результате взаимодействия или движения к стокам. Введены уточнения в уравнения баланса сдвигообразующих дислокаций и дислокационных границ разориентации, введены параметры разориентации.

Уточнённая система уравнений кинетики деформационных дефектов кристаллического строения в условиях квазистатической пластической деформации с постоянной скоростью сдвиговой деформации и постоянной температурой деформирования, ориентированных для множественного скольжения чистых ГЦК-кристаллов, имеет вид

$$\begin{aligned} \frac{d\rho_m}{da} = & K_{cm} (1 - w_s) (1 - w_w^m) \sqrt{\rho_m} + \frac{1}{a} K_s \frac{N_w}{dw} - \\ & - \frac{1}{a} \frac{1}{b} (1 - w_s) \sum_{k=i, 1v, 2v} \left(\sqrt{(1 - w_s) \rho_m} + D_w N_w \right) w_m^k \rho_m c_k D_k \end{aligned}, \quad (8)$$

$$\frac{d\rho_d^v}{da} = K_{Gd}\sqrt{\rho_m} - \frac{w_d^i}{<h>b}\rho_d^v c_i D_i, \quad (9)$$

$$\frac{d\rho_d^i}{da} = K_{Gd}\sqrt{\rho_m} - \frac{w_d^v}{<h>b}\rho_d^i (D_{1v}c_{1v} + D_{2v}c_{2v}), \quad (10)$$

$$\begin{aligned} \frac{dc_i}{da} = & K_{Gi}\sqrt{\rho_m} - \frac{1}{a}D_i \left[((1-w_s)w_m^i\rho_m + w_d^i\rho_d^i)c_i + \right. \\ & \left. + 7c_i w_{1v}^i c_{1v} \frac{4\pi r}{b^3} + 7c_i w_{2v}^i c_{2v} \frac{4\pi r}{b^3} \right], \end{aligned} \quad (11)$$

$$\begin{aligned} \frac{dc_{1v}}{da} = & K_{G1v}\sqrt{\rho_m} - \frac{1}{a}((1-w_s)w_m^{1v}\rho_m + w_d^{1v}\rho_d^v)c_{1v}D_{1v} - \\ & - 7\frac{1}{a}\frac{4\pi r}{b^3}c_{1v}(w_{1v}^{1v}c_{1v}D_{1v} + w_i^{1v}c_i D_i), \end{aligned} \quad (12)$$

$$\begin{aligned} \frac{dc_{2v}}{da} = & K_{G2v}\sqrt{\rho_m} - \frac{1}{a}((1-w_s)w_m^{2v}\rho_m + w_d^{2v}\rho_d^v)c_{2v}D_{2v} - \\ & - 7\frac{1}{a}\frac{4\pi r}{b^3}(w_i^{2v}c_{2v}c_i D_i - (w_{1v}^{1v}c_{1v})^2 D_{1v}), \end{aligned} \quad (13)$$

$$\begin{aligned} \frac{dN_w}{da} = & G_{wm}^{\dot{\phi}} + G_{wm} - \frac{1}{a}A_{w\tau} = \frac{FG}{B_r}\frac{\rho_m}{\tau} \cdot d_w(1-w_s)w_w^m + \\ & + w_{wm} \frac{1}{a}\frac{d_w}{b}\rho_m N_w(1-w_s)D_w \sum_k D_k w_m^k c_k - \frac{1}{a}K_\tau N_w. \end{aligned} \quad (14)$$

Первое уравнение (8) кинетики дислокаций содержит в правой части два члена, связанных с генерацией дислокаций источником ($K_{Gm} \approx 0,1/b$) и образованием дислокаций при разрушении стенок ($\zeta = K_\tau/\dot{a} \approx 29$, $\dot{a} = 10^{-4} \text{ c}^{-1}$), два члена, связанных с взаимной аннигиляцией дислокаций путём как поперечного скольжения винтовых, так и путём переползания краевых дислокаций, а также два члена, связанные с перестроением дислокаций в стенки и поглощением дислокаций ими.

Второе и третье уравнения (9) и (10) описывают кинетику дислокаций в дипольных конфигурациях. Предполагается, что диполи вакансионного и межузельного типов со средним плечом $<h> \approx 6b$ образуются при огибании винтовых сегментов, заторможенных порогами. В уравнениях содержатся члены генерации диполей ($K_{Gd} \approx 0,001/b$) и их аннигиляции путём пере-

ползания. Эти уравнения рассматривались ранее в предположении максимально возможной интенсивности образования диполей [5, 6, 8, 9]. Здесь учитывается, что величина K_{Gd} значительно снижается вследствие распада диполей с очень малым плечом на точечные дефекты.

Третье, четвёртое и пятое уравнения (11)–(13) описывают кинетику точечных дефектов (межузельных атомов, моновакансий и бивакансий). Предполагается, что межузельные атомы и вакансии генерируются в равной степени, учитывается их взаимная аннигиляция и рекомбинация межузельных атомов с бивакансиями [15], а также то, что точечные дефекты осаждаются на дислокациях. Величины коэффициентов генерации точечных дефектов ($K_{Gk} \approx w_k \alpha_j b$, $w_i = 1/2$, $w_{10} = 1/12$, $w_{20} = 5/12$) учитывают тот факт, что некоторая постоянная часть точечных дефектов уходит на процесс образования дислокационных стенок.

Коэффициенты диффузии точечных дефектов

$$D_k = \exp\left(\frac{m\tau b^3 \cdot 9,8 \cdot 10^{-3}}{k_B T}\right) D_k^{(m)} = D_0 \exp\left(-\frac{U_k^m - m\tau b^3 \cdot 9,8 \cdot 10^{-3}}{k_B T}\right), \quad (15)$$

в отличие от коэффициентов диффузии при случайном блуждании

$$D_k^{(m)} = \lambda_k^2 z_k v_k \exp\left(-\frac{U_k^m}{k_B T}\right), \quad (16)$$

содержат множитель, учитывающий влияние напряжения на протекание диффузионных процессов. Здесь: $U_i^m \approx 0,117 \text{ Эв} \approx 1,87 \cdot 10^{-20} \text{ Дж}$, $U_{10}^m \approx 0,88 \text{ Эв} \approx 14 \cdot 10^{-20} \text{ Дж}$, $U_{20}^m \approx 0,69 \text{ Эв} \approx 11 \cdot 10^{-20} \text{ Дж}$ – энергии миграции точечных дефектов; $v_D \approx 10^{13} \text{ с}^{-1}$ – частота Дебая; $z_k = 12$; $\lambda_k = b$; $7z_k = 84$ – число узлов, окружающих вакансию, двигаясь из которых, межузельный атом в один скачок может оказаться вблизи с вакансией [17].

Кроме того, используется множитель $D_w = \exp(K_w m\tau b^3 \cdot 9,8 \cdot 10^{-3} / k_B T)$, где $K_w \approx 4$ для учёта влияния дислокационных стенок на диффузию.

Полученное в работе уточнённое уравнение (14) для плотности границ разориентации содержит член, который связан с процессом динамического образования зародышей дислокационных стенок – границ разориентации, и член, связанный с процессом диффузионного подрастания этих границ.

Динамическое образование стенок разориентации связано с поглощением межузельных атомов движущимися от источника сдвигообразующими краевыми дислокациями [11–13].

При выполнении условия динамического зарождения стенок

$$\alpha_{dm} \geq \frac{n^*}{D \pi (1 - \nu) \sqrt{\rho_m}} \ell n \frac{D}{3 d_w n^*}, \quad (17)$$

где n^* – число переползающих дислокаций скопления, дислокационные источники испускают серии из максимального числа петель, равного

$$n_w \approx \frac{D \pi (1 - \nu) \alpha_{dm} \sqrt{\rho_m}}{\ell n 8 - \ell n (3 \beta_j \xi b \rho_m D)} \approx \frac{\alpha B_r \pi (1 - \nu) \alpha_{dm}}{\ell n 8 - \ell n (3 \beta_j \xi b \alpha B_r \sqrt{\rho_m})}. \quad (18)$$

Исходя из этого, доля дислокаций, образующих зародыши дислокационных стенок, оценивается следующим образом:

$$w_w^m \approx \frac{n_w}{n} \approx \min \left(\frac{1}{n} \frac{\alpha B_r \pi (1 - \nu) \alpha_{dm}}{\ell n 8 - \ell n (3 \beta_j \xi b \alpha B_r \sqrt{\rho_m})}; 1 \right), \quad (19)$$

где n – число испущенных источником дислокаций.

Для оценки размеров зоны используется диаметр зоны сдвига:

$$D = \frac{B_r \tau_{II}}{G b \rho_m} = \frac{B_r \tau_f + \alpha G b \sqrt{\rho_m}}{G b \rho_m}, \quad (20)$$

где для меди: $G = 55710 \text{ МПа}$ – модуль сдвига; $b = 2,56 \cdot 10^{-7} \text{ мм}$ – модуль вектора Бюргерса; $\alpha \approx 0,25$ – параметр междислокационных взаимодействий; $B_r \approx 60 F (1 - w_r)$ – параметр, характеризующий дислокационную структуру и определяемый вероятностью образования протяжённого дислокационного соединения; $F \approx 5$ – геометрический множитель, связанный с отношением периметра дислокационной петли к её площади; $w_r \approx 0,3$ – доля сегментов винтовой ориентации в испускаемых источником дислокационных петлях; τ_{II} – напряжение в некомпланарных системах скольжения; τ_f – постоянное сопротивление скольжению недислокационной природы.

Дальнейшая эволюция зародышей стенок связывается с подрастанием стенок за счёт случайно расположенных дислокаций дислокационной структуры вследствие их движения под воздействием вакансий. Множитель $w_{wm} \approx 0,5$ отражает то, что часть дислокаций пристраивается к стенкам, а другая часть аннигилирует с дислокациями стенок.

Уравнение (15) содержит расстояние между дислокациями в стенке d_w

$$d_w \approx \frac{K_{aw} \beta_j \xi \rho_m D^2 b}{8(n_w + 1)}, \quad (21)$$

где множитель K_{aw} учитывает влияние аннигиляции дислокаций на процесс формирования стенок. Величина d_w изменяется с деформацией, вследствие изменения числа n_w , что, в свою очередь, определяет изменение средней разориентации между соседними блоками.

Часть образованных границ разориентации может разрушиться под действием возрастающих напряжений. Этот факт описывается членом, пропорциональным плотности стенок, где коэффициент пропорциональности $K_r/\dot{\alpha}$ является некоторым параметром.

Сопротивление движению дислокации через дефектную структуру, содержащую дислокации леса и границы разориентации, имеет вид

$$\tau = \tau_f + \alpha G b \sqrt{\rho_m} + \alpha_1 G b \sqrt{\rho_{\gamma}} + \frac{G b N_w}{4\pi} \lg \frac{1}{N_w b}. \quad (22)$$

В этом уравнении учтены следующие составляющие сопротивления скольжению: сопротивление скольжению со стороны скалярной плотности дислокаций (ρ_m), со стороны избыточной плотности дислокаций, в том числе образующей дискретные разориентации (ρ_{γ}), дальнедействующие поля напряжений от дислокационных стенок (N_w) [18].

Непрерывные и смешанные разориентировки под углом

$$\varphi^0 = 2 \arcsin \left(K_D \frac{D b (w_w^m \rho_m + N_w / d_w)}{2} \right) \quad (23)$$

оценивались по избыточной плотности дислокаций $\rho_{\gamma} = w_w^m \rho_m + N_w / d_w$.

Здесь: $K_D \approx 0,39$ – множитель, обусловленный тем, что дислокационные скопления сосредоточены менее чем на четверти длины зоны сдвига. Величина w_w^m приблизительно равна доле дислокаций в скоплениях по отношению ко всем испущенным дислокациям.

В третьей главе исследуются математические модели пластической деформации, основанные на уравнениях кинетики сдвигообразующих дислокаций, дислокаций в динамических дипольных конфигурациях межузельного и вакансионного типов, точечных дефектов (межузельных атомов, вакансий и бивакансий) и границ разориентации, образованных малоугловыми границами наклона. Уравнения исследуются качественно и решаются чис-

ленно, строятся кривые зависимости плотностей деформационных дефектов, внешнего напряжения и деформации от времени. Сделан качественный и количественный анализ кривых зависимости сдвигового напряжения от деформации сдвига в различных моделях. Проводится сравнение вычислений с данными известных экспериментов.

В модели формирования разориентированной структуры (9)–(15) для начальных условий приняты значения: $\rho_m(0) = 10^6 \text{ мм}^{-2}$, $\rho_d^v(0) = 0$, $\rho_d^i(0) = 0$, $c_k(0) = 0$, $N_w(0) \approx 0 \text{ мм}^{-1}$.

Протестированная по многим параметрам модель (рис. 1–3) позволяет сделать расчёты интересующих нас зависимостей концентраций точечных дефектов от степени деформации (рис. 4).

На рис. 1 приведены расчеты зависимостей плотности дислокаций различного типа от степени деформации в модели с динамической генерацией точечных дефектов. Кривая 1 (жирная линия) показывает суммарную плотность дислокаций $\rho = \rho_m + \rho_d + \rho_{\gamma}$ разного типа (сдвигобразующих дислокаций ρ_m ; в дислокационных стенках $\rho_{\gamma} = N_w/d_w$; в динамических дипольных конфигурациях $\rho_d = \rho_d^v + \rho_d^i$).

Для сравнения указаны экспериментальные данные для плотности дислокаций, полученные из данных по электронной микроскопии по данным разных авторов [1–4]. Треугольники соответствуют плотности дислокаций, вычисленной по формуле $\rho = 7,8 \cdot 10^6 \tau^2$ [2], исходя из кривой упрочнения для монокристалла меди, ориентированного в направлении [100], деформируемого при комнатной температуре и постоянной скорости сдвиговой деформации $\dot{\alpha} = 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ [2]. Снежинки соответствуют плотности дислокаций, вычисленной по формуле $\rho = 7,8 \cdot 10^6 \tau^2$, исходя из кривой упрочнения для монокристалла меди, ориентированного в направлении [001], деформируемого при температуре $T = 293 \text{ К}$ и постоянной скорости сдвиговой деформации $\dot{\alpha} = 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ [6, 7, 10]. Остальные данные взяты из работы [1], в которой приведён обзор экспериментальных данных для плотности дислокаций, полученных различными методами. Светлые кружки получены исходя из данных по энергии, накопленной в монокристалле меди (D. Roennpapel, Ch. Schwtnk, 1978). Тёмные кружки – данные по электронной микроскопии монокристалла меди (E. Göttler, 1973). Светлые квадраты – данные по рентгено-структурному анализу монокристалла меди (T. Ungár, H. Mughrabi, D. Roennpapel, M. Wilkens, 1984). Светлые ромбы –

данные по рентгено-структурному анализу поликристалла меди, полученные авторами работы [1].

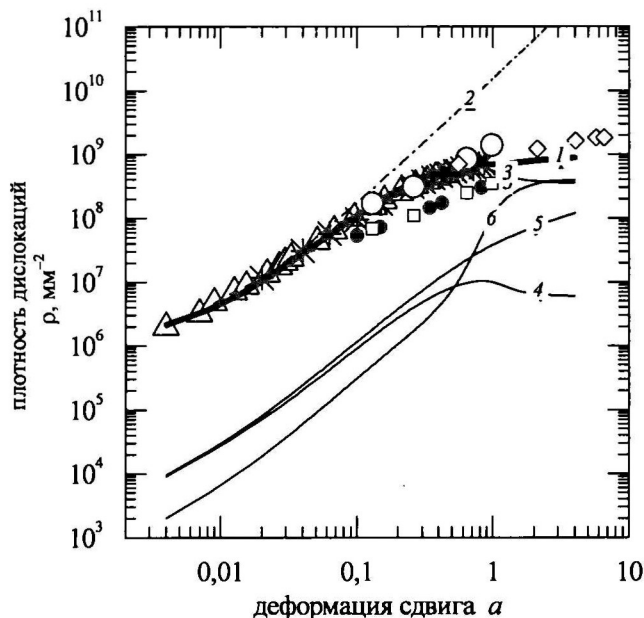


Рис. 1. Зависимость плотности дислокаций от степени деформации в двойных логарифмических координатах

Отметим удовлетворительное согласие между расчетами в модели и экспериментальными результатами. Особенно это касается качественного хода кривых. Кривая 2 представляет гипотетическую плотность дислокаций при отсутствии процессов аннигиляции и трансформации дислокаций. Отсутствие этих процессов приводит к неограниченному росту плотности дислокаций при больших деформациях, однако при этом мало сказывается на изменениях плотности дислокаций на начальных стадиях деформации. Существенную роль в процессах аннигиляции играют оба механизма аннигиляции. Точечные дефекты обеспечивают аннигиляцию краевых компонент дислокаций, поперечное скольжение – винтовых. Отсутствие одного из механизмов приводит при модельных расчетах к бесконечному росту плотности дислокаций за счет винтовой или краевой компонент дислокаций.

Основной вклад в общую плотность дислокаций вносят сдвигообразующие дислокации ρ_m , плотность которых по порядку величины сопоста-

вима с суммарной плотностью дислокаций (кривая 3). Плотность дислокаций в стенках ρ_w (кривая 6) становится заметной лишь при высоких степенях деформации. Другие компоненты дислокационной структуры – плотность дислокаций в динамических дипольных конфигурациях вакансионного типа ρ_d^v (кривая 4) и плотность дислокаций в динамических дипольных конфигурациях межузельного типа ρ_d^i (кривая 5) – менее существенны и могут отличаться от общей плотности дислокации на несколько порядков в зависимости от стадии деформации.

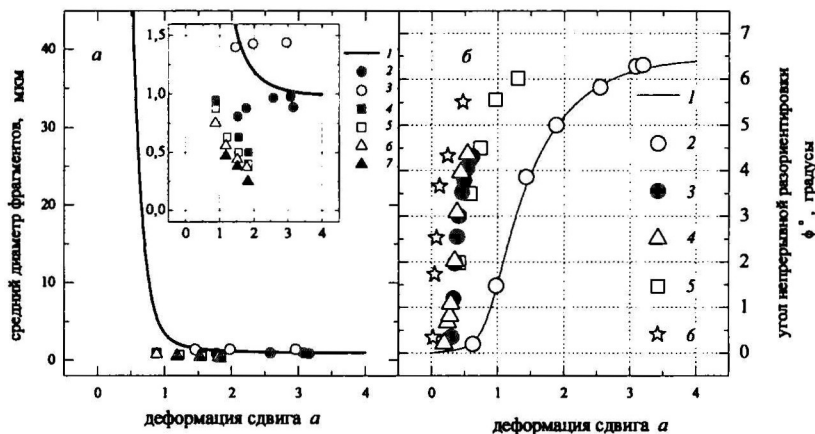


Рис. 2. Зависимость параметров деформационных фрагментов от степени деформации

На рис. 2 приведено сравнение теоретических зависимостей параметров фрагментов (размеров фрагментов a , угла разориентации b) от степени деформации с экспериментальными измерениями. Экспериментальные данные приведены по данным авторов [19, 6].

На рис. 2, a цифрами обозначены: 1 – данные моделирования; 2 и 3 – монокристалл Ni, ориентация [100] при температурах 293K и 673K, соответственно [19]; 4 – Cu+0,5Al; 5 – Cu+5Al; 6 – Cu+0,4Mn; 7 – Cu+6Mn [20]. Расчеты показывают, что с момента начала формирования фрагментов наблюдается резкое уменьшение их размеров до значений близких к 1 мкм. Дальнейшее увеличение деформации мало меняет размеры фрагментов. Такой вид зависимости качественно характерен для экспериментальных наблюдений на широком круге чистых металлов [19]. На врезке изображены данные вблизи стационарного размера фрагментов, равного 1 мкм.

Рассчитанный в рамках рассматриваемой модели угол разориентации фрагментов (рис. 2, б, кивая 1) монотонно возрастает с деформацией, стремясь при глубоких деформациях к стационарному значению, близкому к 6–8°. Теоретическая кривая зависимости угла разориентации от степени деформации качественно описывает зависимости, наблюдаемые экспериментально (на рис. 2, б изображены данные разных авторов: 2 и 3 – монокристалл Ni [19]; 4 – Cu (Мадер, Зеерер, 1960); 5 – Cu+12Al [19]; 6 – Al (Staubwasser 1959)).

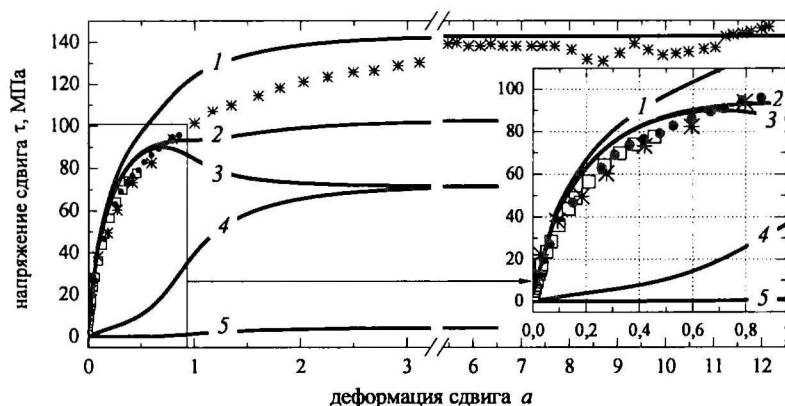


Рис. 3. Сравнение кривых упрочнения, рассчитанных в модели с экспериментальными кривыми

Для вычисления суммарного вклада сдвигообразующих дислокаций и дислокаций в стенках использовались два выражения. Данные моделирования с использованием формулы (22) изображены кривой 1 на рис. 3. Кривая 2 получена по формуле

$$\tau = \tau_f + \alpha G b \sqrt{\rho_m + \rho_{\gamma}} + \frac{G b N_w}{4\pi} \lg \frac{1}{N_w b}. \quad (24)$$

Кривые 3, 4 и 5 – составляющие сопротивления скольжению со стороны скалярной плотности дислокаций (ρ_m); избыточной плотности дислокаций, в том числе образующей дискретные разориентации (ρ_{γ}); и дальнодействующих полей напряжений от дислокационных стенок (N_w) соответственно.

Для сравнения приведены характерные кривые деформации меди. Светлые квадраты и тёмные круги – монокристаллы Cu (данные взяты из [2])

и [5, 6, 7] соответственно). Снежинки – кривая упрочнения поликристалла Cu (Тейлор и Квинни, 1934, [21]).

Кривая 1 хорошо согласуется с экспериментальными данными на начальной стадии деформации (см. вставку на рис. 2) и при глубоких деформациях.

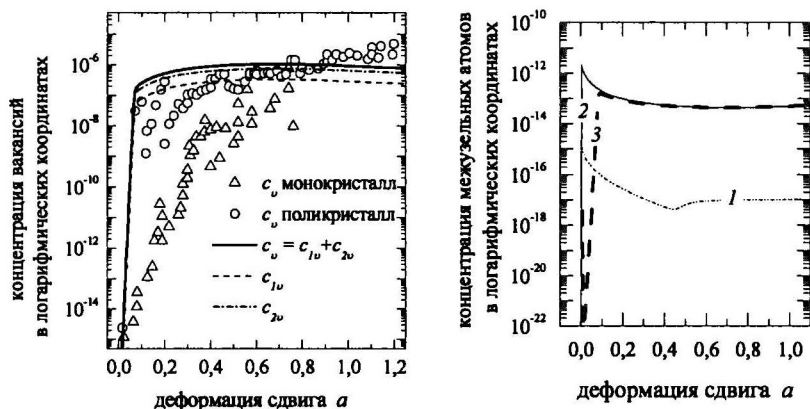


Рис. 4. Зависимость концентраций точечных дефектов от степени деформации: Для межузельных атомов рассматриваются модели: 1 – термически активируемая генерация [7, 10]; 2 – динамическая генерация [5, 6]; 3 – динамическая генерация, зависящая от скорости движения винтовых сегментов

Накопление точечных дефектов моделировалось тремя способами. В первой модели рассматривается генерация точечных дефектов при квазистатическом движении дислокаций с установившейся плотностью порогов на них в соответствии с соотношением Хирта-Мотта, во второй – при динамическом, в предположении, что все возникшие на дислокациях пороги сохраняются, а в третьей точечные дефекты генерируются с учётом зависимости порогов от скорости движения винтовых сегментов.

На рис. 4 представлены результаты моделирования в рамках третьей модели. Для сравнения приведены результаты экспериментальных измерений, проведенных на монокристаллах (треугольники) и поликристаллах (окружности) меди по данным [1]. Наилучшее согласие с экспериментальными данными достигается в третьей модели, учитывающей зависимость скорости движения дислокаций от напряжения. Как и в случае экспериментальных наблюдений, на кривой выделяется стадия линейного накопления дефектов, которая сменяется стадией насыщения, при этом на стадии насыщения на-

блюдается согласие теоретических и экспериментальных значений плотностей дефектов по порядку величин (см. рис. 4 сплошная кривая).

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

В диссертационной работе построены физическая и математическая модели генерации и накопления точечных дефектов, учитывающие накопление дислокаций и границ разориентации, образованных дислокационными стенками.

На основе этих моделей построены частные математические модели, описывающие разориентированные субструктуры с учётом генерации точечных дефектов в процессе деформации.

Результаты, полученные в рамках модели, согласуются с экспериментальными данными на разных структурных уровнях: зависимости плотности дислокаций от степени деформации, зависимости параметров фрагментированной структуры от степени деформации (размер фрагментов, величина разориентации), кривые деформационного упрочнения.

Проведённое моделирование позволяет сделать следующие выводы:

1. Кинетика движения и накопления порогов на винтовых дислокациях существенно зависит от их способности к взаимной аннигиляции. Это, в свою очередь, определяется характером распределения порогов разного типа и других особенностей на линии дислокации. Однако качественное поведение плотности порогов в различных случаях имеет общую тенденцию: концентрация порогов стремится к стационарному значению. Это позволило показать, что в хорошем приближении плотность порогов описывается логистической кривой.

2. Показано, что при математическом моделировании в моделях кинетики пластической деформации необходимо учитывать: зависимость плотности порогов от скорости движения винтовых дислокаций; изменение плотности дислокаций в границах разориентации в зависимости от деформации; динамическую и квазистатическую составляющую в процессе формирования дислокационных стенок – границ разориентации; влияние плотности точечных дефектов на кинетику формирования плотности дислокаций и дислокационных стенок. Необходимые уравнения и соотношения введены в модель кинетики пластической деформации.

3. Проведённые численные расчёты математической модели кинетики пластической деформации и их анализ позволили показать, что при комнатной температуре:

а) Накопление точечных дефектов в чистых металлах с ГЦК-структурой происходит в две стадии: стадия экспоненциального роста плотности точечных дефектов до значений 10^{-6} , которая сменяется потом стадией близкой к насыщению. При высоких деформациях концентрации точечных дефектов достигают стационарного значения вблизи 10^{-6} .

б) Существенным фактором в балансе дефектов является процесс формирования разориентированных субструктур. Значительная часть межузельных атомов (6 %) участвует в процессе динамического формирования зародышей дислокационных стенок. Квазистатический рост стенок происходит с участием вакансий.

4. Основную роль в накоплении точечных дефектов играют процессы аннигиляции. Из сгенерированных межузельных атомов и вакансий после аннигиляции остаётся доля равная 10^{-12} и 10^{-4} соответственно.

5. Накопление дислокаций сопровождается их интенсивной аннигиляцией. Существенную роль в аннигиляции дислокаций играют роль как механизм переползания краевых дислокаций, так и механизм поперечного скольжения винтовых дислокаций. Отсутствие одного из этих механизмов приводит к накоплению физически нереальных плотностей дислокаций. Из дислокаций, которые были генерированы источниками, часть (0,25) взаимно аннигилирует, а часть (0,747) поглощается границами разориентации. После аннигиляции остаётся только небольшая доля (0,003) из сгенерированных дислокаций.

6. Результаты численных расчётов в рамках сформулированной модели хорошо согласуются с экспериментальными измерениями. На качественном и количественном уровне удаётся описать экспериментальные кривые зависимости плотности вакансий от степени деформации, плотности дислокаций от степени деформации, зависимости параметров фрагментированной субструктуры (размер фрагментов, разориентация фрагментов).

7. Проведённое моделирование позволяет прогнозировать процессы накопления точечных дефектов и дислокаций в условиях подавления процессов аннигиляции. В частности, можно полагать, что при высокоскоростных нагружениях (например, в условиях на механические смеси в атриторах) могут возникать особые состояния с предельно высокой плотностью точечных дефектов и дислокаций, что, в свою очередь, может обеспечить аномально высокую диффузию.

Основные публикации по теме диссертации

1. Старенченко, В.А. Генерация и накопление точечных дефектов в процессе пластической деформации в монокристаллах с ГЦК-структурой / В.А. Старенченко, Д.Н. Черепанов, Ю.В. Соловьёва, Л.Е. Попов // Изв. ВУЗов. Физика. – 2009. № 4. – С. 60–71.
2. Черепанов, Д.Н. Кинетика порогов на движущейся винтовой дислокации в ГЦК-кристалле / Д.Н. Черепанов, В.А. Старенченко, М.И. Слободской // Изв. ВУЗов. Физика. – 2009. – № 9/2. – С. 108–117.
3. Попов, Л.Е. Математическая модель последовательных пластических деформаций ГЦК-кристаллов в трех взаимно перпендикулярных направлениях / Л.Е. Попов, В.С. Кобытев, Д.Н. Черепанов // Изв. Вузов. Физика. – 1997. – № 9. – С. 80–86.
4. Старенченко, В.А. Математическое моделирование процессов генерации и накопления точечных дефектов в чистых ГЦК-металлах / В.А. Старенченко, Д.Н. Черепанов, Ю.В. Соловьёва // Международная конференция по физической мезомеханике, компьютерному конструированию и разработке новых материалов. – Томск 7–11 сентября. – 2009. – С. 161–162.
5. Старенченко, В.А. Модели генерации и накопления точечных дефектов в процессе пластической деформации в монокристаллах с ГЦК-структурой / В.А. Старенченко, Д.Н. Черепанов, Ю.В. Соловьёва, Л.Е. Попов // Сб. трудов региональной научной конференции «Перспективные материалы и технологии». – Томск : «Печатная мануфактура», 2009. – С. 210–222.
6. Черепанов, Д.Н. Кинетика точечных дефектов и деформационное порообразование / Д.Н. Черепанов, В.С. Кобытев, Е.А. Барбакова. – Томск, 2008. – 40 с. – Деп. в ВИНТИ Рос. акад. наук 12.02.06, № 116-B2008.
7. Черепанов, Д.Н. Ориентационная зависимость динамических характеристик элементарных скольжений / Д.Н. Черепанов, В.С. Кобытев, Е.А. Барбакова. – Томск, 2008. – 27 с. – Деп. в ВИНТИ Рос. акад. наук 12.02.06, № 118-B2008.
8. Черепанов, Д.Н. Уравнения дислокационной кинетики в математических моделях деформации скольжения. Краткий обзор, уточнение и дополнения / Д.Н. Черепанов, В.С. Кобытев, Е.А. Барбакова. – Томск, 2008. – 47 с. – Деп. в ВИНТИ Рос. акад. наук 12.02.06, № 117-B2008.

Список цитированной литературы

1. Ungár, E. Vacancy production during plastic deformation in copper determined by in situ X-ray diffraction / E. Ungár, E. Schafner, P. Hanák, S. Bernstorff, M. Zehetbauer // Materials Science and Engineering. – 2007, v. A 426, p. 398–401.

2. Göttler, E. Versetzungsstruktur und Verfestigung von [100]-Kupfereinkristallen. I. Versetzungsanordnung und Zellstruktur zugverformter Kristalle / E. Göttler // *Phys. Stat. Sol.* – 1973, v. 28, p. 1057–1076.
3. Лычагин, Д.В. Макрофрагментация деформации ГЦК-металлов с высокосимметричными ориентировками / Д.В. Лычагин // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. – 2005. – № 1. – С. 45–49.
4. Старенченко, В.А. Особенности деформационного рельефа глубоко деформированных монокристаллов Cu и Ni / В.А. Старенченко, Л.Г. Черных, Н.Ю. Иванова // *Известия вузов. Физика*. – 1989. – № 8, С. 116–118.
5. Попов, Л.Е. Математическое моделирование пластической деформации / Л.Е. Попов, Л.Я. Пудан, С.Н. Колупаева, В.С. Кобытев, В.А. Старенченко. – Томск : Изд-во ТГУ, 1990. – 185 с.
6. Колупаева, С.Н. Неустойчивости пластической деформации кристаллов / С.Н. Колупаева, В.А. Старенченко, Л.Е. Попов. – Томск : Изд-во ТГУ, 1994. – 301 с.
7. Попов, Л.Е. Концепция упрочнения и динамического возврата в теории пластической деформации / Л.Е. Попов, В.С. Кобытев, Т.А. Ковалевская // *Изв. вузов. Физика*. – 1982. – № 6. – С. 56–82.
8. Структурно-фазовые состояния и свойства металлических систем / Под общ. ред. А.И. Потекаева. – Томск : Изд-во НТЛ, 2004. – 356 с.
9. Особенности структуры и свойства перспективных материалов / Под общ. ред. А.И. Потекаева. – Томск : Изд-во НТЛ, 2006. – 392 с.
10. Попов, Л.Е. Пластическая деформация сплавов / Л.Е. Попов, В.С. Кобытев, Т.А. Ковалевская. – М. : Металлургия, 1984. – 183 с.
11. Старенченко, В.А. Математическое моделирование разориентированных структур при деформации ГЦК-материалов / В.А. Старенченко, С.Н. Колупаева, А.В. Коцдорбенко // *Заводская лаборатория*. – 1995. – № 8. – С. 28–35.
12. Старенченко, В.А. Моделирование формирования разориентированных структур при деформации ГЦК-материалов / В.А. Старенченко, С.Н. Колупаева, А.В. Коцдорбенко // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1998. – № 4. – С. 9–12.
13. Старенченко, В.А. Модель упрочнения и динамического возврата монокристаллов с ГЦК-структурой // *Деп. в ВИНТИ 29.11.89, № 7677-B89* / В.А. Старенченко, Т.А. Шалыгина, И.И. Шалыгин, Л.Е. Попов. – Томск : Томский гос. инженерно-строительный институт. – 1989. – 34 с.
14. Попов, Л.Е., Интенсивность генерации точечных дефектов при пластической деформации / Л.Е. Попов, В.А. Старенченко, И.И. Шалыгин // *ФММ*. – 1990. – Вып. 6. – № 3. – С. 31–36.

15. Старенченко, В.А. Генерация точечных дефектов в сплавах со сверхструктурой $L1_2$ / В.А. Старенченко, С.В. Старенченко, С.Н. Колупаева, О.Д. Пантюхова // Изв. вузов. Физика. – 2000. – № 1. – С. 66–70.
16. Судзуки, Т. Динамика дислокаций и пластичность / Т. Судзуки, Х. Ёсинага, С. Такеути. – М. : Мир. – 1989. – 296 с.
17. Дамаск, А. Точечные дефекты в металлах / А. Дамаск, Дж. Динс. – М. : Мир. – 1966. – 292 с.
18. Лихачёв, В.А. Дислокации в аморфных материалах / экспериментальное исследование и теоретическое описание дисклинаций / В.А. Лихачёв, В.Е. Шудегов. – Л. , 1984. – 222 с.
19. Старенченко, В.А. Экспериментальное исследование и математическое моделирование деформационного и термического упрочнения монокристаллов ГЦК чистых металлов и сплавов со сверхструктурой $L1_2$: дис. ... докт. физ.-мат. наук. – Томск, 1991. – 797 с.
20. Конева, Н.А. Эволюция дислокационной структуры, стадийность деформации и формирование напряжения течения моно- и поликристаллов ГЦК однофазных сплавов : дис. ... докт. физ.-мат. наук. – Томск, 1988. – 620 с.
21. Белл, Дж.Ф. Экспериментальные основы механики деформируемых твёрдых тел. В 2 ч. Ч II. Конечные деформации: пер. с англ. / Дж.Ф. Белл ; под ред. А.П. Филина. – М. : Наука, 1984. – 432 с.

Подписано в печать 23.10.09.
Формат 60×90/16. Бумага офсет. Гарнитура Таймс.
Научн.-изд. л. 1. Тираж 100 экз. Заказ № 72.
Изд-во ТГАСУ, 634003, г. Томск, пл. Соляная, 2.
Отпечатано с оригинал-макета в ООП ТГАСУ.
634003, г. Томск, ул. Партизанская, 15

